

7XXX계 단조재의 피로 및 파괴인성 개선

황성주, 임재규, 이오연, 손영일*, 은일상*, 신돈수**
전북대학교, *국방과학연구소, **삼선공업(주)

요 약

본 연구는 강도와 인성이 우수한 7175Al 단조재의 국산화 개발을 위하여 기존 7XXX합금의 제조공정(일반공정)을 적용한 7075-T6/T73, 7050-T74 및 7175-T74 단조재와 중간열처리, 용체화처리 등을 고온처리하는 특수제조 공정을 적용한 7175-T74 단조재의 강도, 파괴인성(K_{Ic}) 및 피로특성을 비교 평가하였다. 특수공정을 적용한 7175S-T74 단조재는 일반공정의 7075-T73, 7050-T74 및 7175-T74재보다 강도, 파괴인성 및 피로특성이 향상되었다. 이것은 주조시 응고과정에서 형성되는 2차상입자의 감소와 특수공정의 적용효과에 기인하는 것으로 판단된다.

1. 서론

고강도 알루미늄합금의 대표적인 합금이 7075Al 인데 1950년대 이미 항공기 및 로켓용 구조재로 널리 사용되고 있다[1]. 이 합금은 T6상태에서 최대강도를 나타내지만, 파괴인성이 낮고 특히 응력부식균열에 대한 저항성이 낮아 사용중 낮은 응력수준에서 파단되는 사례가 많이 발생하고 있다[2,3]. 이러한 문제점을 개선하기 위하여 T73처리 하여 사용하지만 강도 수준이 T6재에 비하여 15%정도 낮기 때문에 재료설계상 불리한 점을 갖고 있다. 또한 7075Al은 재결정 억제와 응력부식균열 감소를 목적으로 첨가하는 Cr로 인하여 급냉민감성(quench sensitivity)이 크게 되어 100mm 이상의 두꺼운 단조재에서 강도저하가 현저하게 나타난다[4,5].

최근 손상허용설계(Damage Tolerance Design)개념의 도입과 재질의 신뢰성 요구 때문에 높은 강도를 유지하면서도 우수한 SCC 저항성 및 파괴인성을 갖는 7175, 7454, 및 7050 과 같은 신합금이 개발되었으며, 또한 신제조 공정적용에 대한 연구도 활발하게 진행되고 있다. 특히 7175Al은 7075Al 보다 Fe 및 Si 등의 불순물 함량을 감소시키고, T74와 같은 과시효 열처리(7175-T74)를 하므로써 고강도를 유지하면서 SCC 저항성, 파괴인성 및 피로특성을 향상시킨 재질이다[6,7]. 그러나 7175-T74합금의 제조공정 특히 가공 및 열처리 조건은 일반 상용제조 공정과 다르고 표준화된 공정이 공개되어 있지 않아서 기술적으로 know-how분야이다. 7175-T74 단조재의 국산화 개발을 위해서는 합금설계에서부터 최종 가공공정에 이르기 까지 다양한 공정기술 개발이 필요하다. 그러나 이 분야에 대한 국내의 연구실적과 기술수준은 크게 미흡하고, 특히 15인치 이상의 대형 빌렛트를 제조하기 위한 주조 기술, 단조, 정밀 과시효 열처리(T74) 기술이 확립되어 있지 않다. 따라서 이러한 일련의 연구는 향후 항공기 및 로켓용 고강도 알루미늄 합금개발에 중요한 역할을 할수 있을 것으로 기대된다. 본 연구는 7175-T74단조재의 국산화 개발을 위하여 특수공정을 적용한 7175S-T74와 일반공정을 적용한 7075-T6/T73, 7050-T74 및 7175-T74 단조재를 제조하고, 이들 합금의 기계적 성질을 비교 평가하기 위하여 강도, 파괴인성 및 피로시험을 하였다.

2. 실험방법

용해는 삼선공업(주)의 8톤 반사로에서 99.9%Al 잉고트를 사용하여 7175Al 규격에 맞도록 합금성분을 첨가하여 용해한 후 반연속 주조하여 직경 15" (372mm)의 빌렛트를 제조하였다. 또한 7175Al과 비교 평가하기 위해 Fe, Si 함량이 높은 7075 및 7050 합금도 같은 방법으로 제조하였으며, 화학성분은 Table 1과 같다.

Table 1. Chemical composition of 7075, 7175 and 7050 alloys.(wt%)

Alloys	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr	Al
7075	0.15	0.35	1.59	0.005	2.70	0.19	5.70	-	bal.
7175	0.03	0.08	1.66	0.005	2.74	0.20	5.40	-	bal.
*7050	0.12	0.15	2.0~ 2.6	0.10	1.9~ 2.6	0.04	5.7~ 6.7	0.08~ 0.15	bal.

*7050 합금은 표준조성임

이들 빌렛트는 460℃에서 30시간 균질화처리 후 직경 200mm 봉재로 압출하였다. 7075, 7050 및 7175 단조재는 종래의 일반공정으로 제조한 반면, 7175S는 미국 특허에 근거한 특수공정으로 제조하였다[8]. 즉 특수공정을 적용한 7175S는 단조전에 510℃의 고온에서 6시간 고온 균질화 열처리를 추가적으로 실시하였고, 일반공정에 비해 약 30~50℃ 높은 온도에서 압출, 단조 및 용체화 처리가 이루어졌다. 단조는 부품에 따라 복합 형단조 또는 링롤 단조하였다.

시효강화 열처리는 T6의 경우 120℃에서 24시간 동안 행하였고, T73 과 T74 는 2 단 과시효 처리를 하였다. 여기서 1단계 시효는 107℃에서 7시간 열처리하고, 2단계 시효는 177℃에서 T73이 9시간, T74가 6시간 동안 열처리 하였다. Table 2는 프레스 단조한 각종 단조재의 인장성질과 경도를 나타낸 것이다.

Table 2. Mechanical properties of materials.

Aluminum Alloys	YS(kg/mm ²)	UTS(kg/mm ²)	Elong. (%)	Hardness(HRB)
7075-T6	54.3	60.6	9.2	90.3
7075-T73	46.7	53.7	11.1	84.2
7175-T74	47.3	55.1	13.6	83.4
7175S-T74	48.6	55.5	14.0	84.8

광학현미경 조직은 정연마한 후 dilute keller시약으로 부식하여 관찰하였다. 파괴인성(K_{IC})은 LT, TL 또는 ST방향의 표준 CT(compact Tension)시편을 제작한 후 컴퓨터 제어방식의 유압만능시험기(Instron社)를 사용하여 ASTM E-399에 주어진 규정에 따라 시험하였다. 피로시험은 0.5T(12.5mm)의 CT시험편을 ASTM E647에 의거하여 용량 20톤의 유압식 서보 만능시험기를 이용하여 하중제어 방식으로 주파수 10Hz,

R=0.08의 조건으로 실시하였다. 균열길이는 DCPDM(direct current potential drop method)를 이용하여 검출하였다[9,10]. 파괴인성 및 피로시험 후의 파단면 관찰과 2차상 입자의 분석은 SEM/EDX를 이용하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 광학현미경 조직

Fig. 1은 일반공정을 적용한 7075-T73과 7175-T74 그리고 특수공정을 적용한 7175S-T74 프레스 단조재의 결정립 구조를 보여주는 광학현미경 사진이다. 모든 합금들은 가공조직이 상당히 잔류하고 있으며, 아직 재결정 단계에 있음을 알 수 있다. 이들 3합금의 재결정 진행 정도는 7075-T6, 7175-T74, 7175S-T74 순서로 증가하고 있으며, 7175S-T74 합금은 수 μm 크기의 재결정입이 많이 관찰되었다. 2차상 입자의 양과 크기는 Fig. 1에서 볼 수 있듯이 3합금에서 뚜렷한 차이를 나타내었다. 즉 Fe 와 Si의 함량이 많은 상용 7075-T73 단조재의 경우 수 μm ~수십 μm 크기의 조대한 2차상 입자들이 가공방향으로 배열되어 있으며 그 양도 상당히 많은 것을 알 수 있다. 그러나 Fe 와 Si의 함량이 적은 7175-T74 와 7175S-T74 단조재들의 경우는 이러한 조대한 2차상 입자들의 양이 현저히 감소함과 동시에 그 크기도 수 μm 으로서 매우 작아짐을 알 수 있다. 그리고 특수공정을 적용한 7175S-T74 단조재는 7175-T74 단조재에 비하여 2차상의 크기는 비슷하지만 그 양이 다소 감소됨을 알 수 있으며, 이러한 경향은 햄머 단조재에서도 뚜렷하게 나타났다. 이와 같은 결과는 본 연구에서 적용한 특수 공정에서 고온 압출 및 단조 그리고 고온 중간 열처리 하므로써 2차상 입자들이 미세하게 분산되며 모상에 일부 재고용되기 때문인 것으로 판단된다.

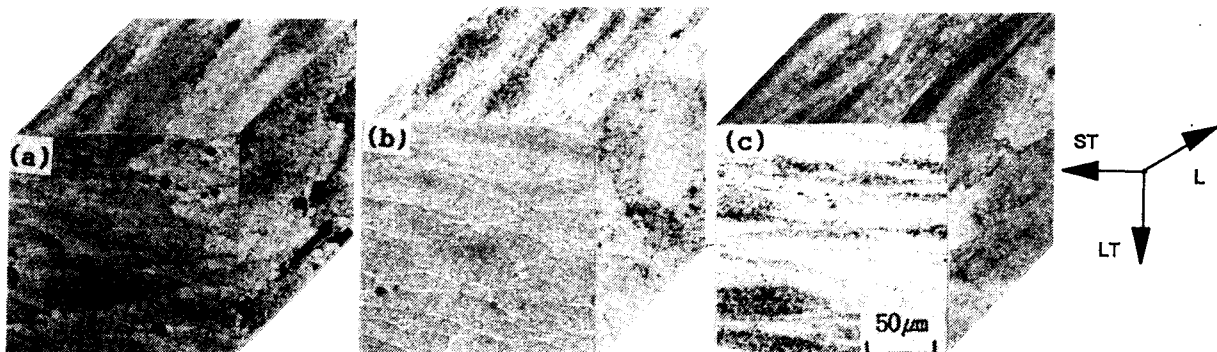


Fig. 1. Optical micrographs for showing grain structure and second phase particles.

(부품 I) (a) 7075-T73 (b) 7175-T74 (c) 7175S-T74

상용 7000계 Al합금의 경우 불순물로 포함되어 있는 Fe 와 Si등의 원소는 합금제조 과정에서 Al 또는 Mg와 결합하여 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, Al_6Fe , Mg_2Si 등과 같은 불용성의 조대한 2차상 입자들이 형성되는데 이들 조대한 2차상 입자들은 파괴인성이나 피로특성 등의 기계적 성질에 직접 관련이 될 뿐아니라 시효 특성에도 영향을 미쳐서 합금의 강도에도 그 영향이 큰 것으로 알려져 있다[11]. 이들 2차상의 크기와 분포는 합금의 순도 및 제조공정에 의해서 변화될 것으로 예측된다.

3.2 평면변형 파괴인성

7000계 Al합금의 파괴인성은 불순물 및 합금의 미세구조에 큰 영향을 받는다. 불순물 원소인 Fe 및 Si 등은 용해 및 주조과정에서 Al 및 다른 합금원소들과 결합하여 조대한 2차상 입자를 형성하게 되는데, 이들 입자들은 상당히 취약하여 비교적 낮은 응력을 받아도 쉽게 파단되는 등 균열 발생 장소가 됨은 물론이고 균열 전파의 경로로 작용한다[12,13]. 따라서 이들 2차상 입자의 존재는 Al합금의 파괴인성을 현저하게 저하시키는 원인이 된다.

Fig. 2 은 프레스 단조재인 7050-T6/T73, 7175/7175S-T74 및 7050-T74 합금의 평면변형 파괴인성(K_{IC})을 나타낸 것이다. 파괴인성값은 $22.4 \sim 38.5 \text{ Mpa}\sqrt{m}$ 범위의 값을 가지며, 합금의 순도, 시효열처리 및 제조공정에 따라서 상당한 차이를 보였다. 파괴인성값은 LT 및 TL 방향 모두 7075-T6, 7075-T73, 7175-T74, 7175S-T74 순서로 증가하였으며, 7050-T74 합금은 7175-T74와 동등한 수준을 나타내었다. 합금에 따라 다소 차이는 있지만 LT 방향보다 TL 방향의 파괴인성값이 약 18% 증가되었다. LT 방향의 파괴인성값을 보면 7075 합금은 T73 처리에 의해 그다지 개선되지 않았는데, 이것은 파괴인성이 2차상 입자와 밀접한 관련이 있음을 간접적으로 시사해 준다. 그러나 7175-T74의 파괴인성값은 $27.3 \text{ Mpa}\sqrt{m}$ 으로서 7075-T6에 비하여 22% 증가하였으며, 7175S-T74는 이보다 높은 35%의 증가를 나타냈다. 이것은 순도개선과 특수공정의 적용이 파괴인성 개선에 효과적인 방법이라는 것을 알 수 있다. 한편 TL 방향의 파괴인성은 LT 방향보다 그 개선 효과가 더욱 현저하였다. 즉 7075 합금은 T73 처리에 의해서 6.5% 증가하였지만 7175-T74는 7075-T6에 비하여 30% 높게 나타났다. 특히 7175S-T74의 파괴인성값은 $38.1 \text{ Mpa}\sqrt{m}$ 로서 7050-T6에 비하여 50% 향상되었다. 7175S-T74 합금에서 냉목온도가 25°C 에서 82°C 로 상승함에 따라서 LT 방향의 파괴인성값은 10% 이상 증가하였다.

Fig. 3은 최대강도를 갖는 T6처리 상태에서 7075, 7175 및 7175S 합금의 TL 방향

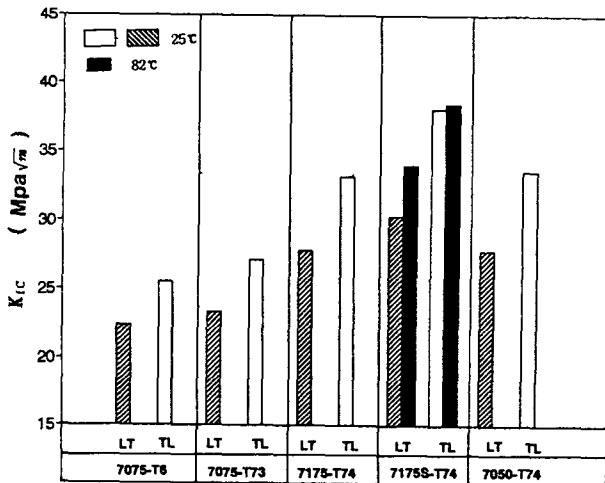


Fig. 2. Fracture toughness at LT and TL direction of 7075-T6/T73, 7175/7175S-T74 and 7050-T74. (부품 I)

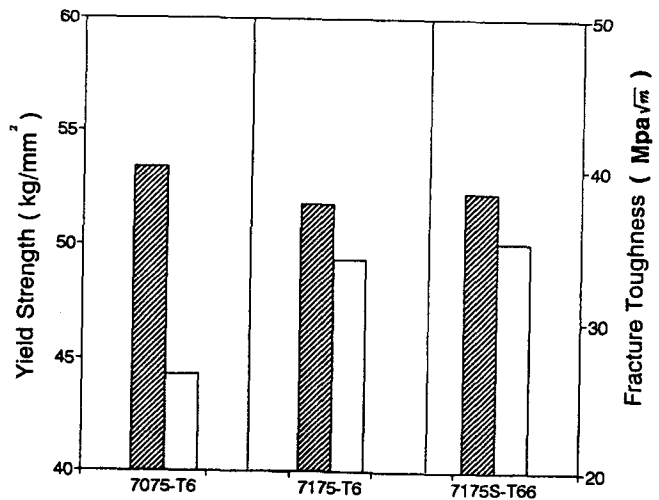


Fig. 3. Relationship between fracture toughness and yield strength at TL direction. (부품 II)

에서의 파괴인성과 항복강도를 나타낸 것이다. 7075-T6의 항복강도는 53.4kg/mm²로서 3합금중 가장 높지만 파괴인성값은 26.5 Mpa√m로서 가장 낮은 값을 보였다. 7175-T6와 7175S-T66의 항복강도는 7075-T6에 비하여 2~3% 감소 하지만 파괴인성값은 각각 28.3%, 32.8% 증가하였다. 그 원인은 앞에서 설명한 바와 같이 합금의 순도 개선과 특수공정의 적용효과에 의한 것으로 생각된다.

Fig. 4은 링롤 단조재인 7075-T73, 7175-T74 및 7175S-T74 합금의 ST 방향에서의 파괴인성을 상호 비교하기 위하여 항복강도와 함께 나타낸 것이다. 항복강도와 파괴인성값 모두 7075-T73, 7175-T74, 7175S-T74 순서로 증가하였으며, 이러한 결과는 비록 가공방법이 다르기 때문에 정량적으로 비교하기 곤란하지만 프레스 단조재에서 3합금에 대한 LT 방향의 파괴인성값과 거의 동등한 수준이었다. ST 방향에서 7175S-T74의 파괴인성값은 29.7 Mpa√m로서 우수한 파괴인성을 나타내며, 7075-T73에 비하여 37.5%의 증가를 보였다. 이러한 결과는 Fig. 5의 주사전자 현미경으로

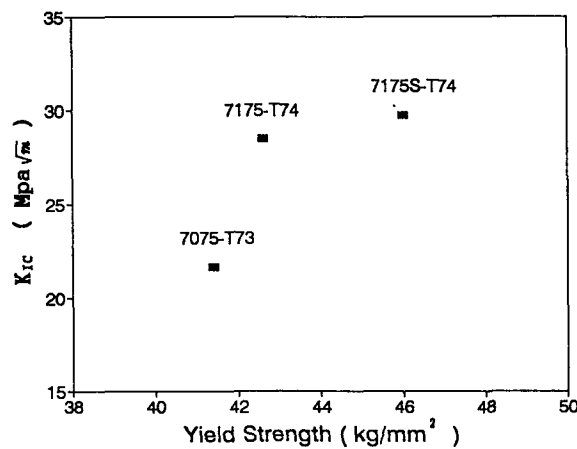


Fig. 4. Relationship between fracture toughness and yield strength at ST direction. (부품 III)

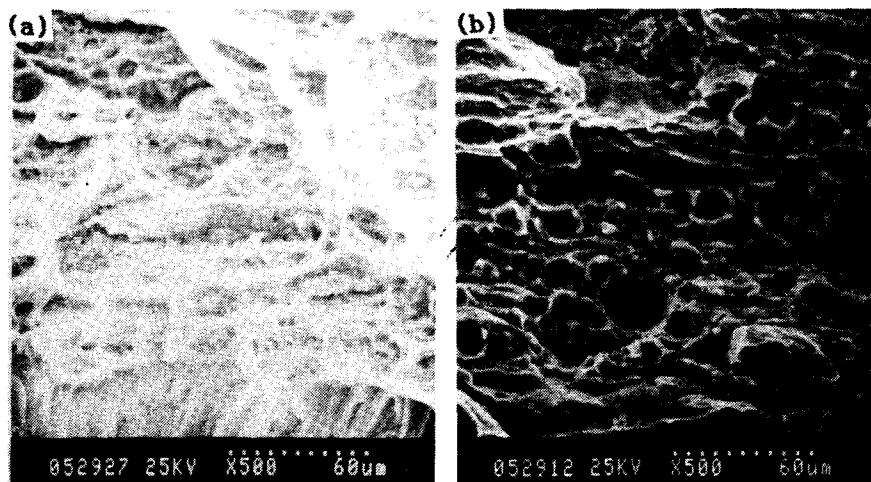


Fig. 5. SEM fractographs showing the fractured surface of ST direction in fracture toughness specimens. (부품 III) (a) 7075-T73 (b) 7175S-T74

관찰한 파면 사진에서도 볼 수 있는데, 두 합금 모두 입계파괴의 양상을 나타내지만 7175S-T74는 7075-T6보다 수 μm ~수십 μm 크기의 dimple들이 많이 존재하고 있어서 파괴인성이 우수했던 사실을 입증하여 주고 있다. 이상의 실험결과로부터 7175/7175S-T74 및 7050-T74의 파괴인성값은 7075-T6 /T73에 비하여 모든 방향에서 현저하게 증가하였다. 특히 7175S-T74(TL방향)의 파괴인성값은 $38.1 \text{ Mpa}\sqrt{m}$ 로서 가장 우수하였는데, 이것은 합금의 순도 개선과 특수공정의 적용이 파괴인성을 크게 향상시킨 것으로 판단된다.

3.3 피로특성

Fig. 6 과 Fig. 7은 프레스 단조한 합금의 LT방향에 대한 a-N 곡선과 da/dN- ΔK 곡선으로서 paris법칙이 잘 적용됨을 볼 수 있다. 피로수명은 7075-T6, 7075-T73, 7175-T74, 7175S-T74의 순서로 증가하였으며, 특히 7175-T74 및 7175S-T74의 피로수명은 7075Al에 비하여 현저하게 증가하였다. 이와 같은 경향은 파괴인성 실험결과와 잘 일치하는데, 이것은 Fe, Si 등의 불순물 감소와 특수공정의 적용에 의하여 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, Mg_2Si 와 같은 2차상 입자의 양과 크기가 현저하게 감소됨으로써 균열발생 장소를 감소시킬뿐만 아니라[14,15] 석출물 분포의 변화도 피로수명을 증가시키는 요인으로 작용할 것으로 생각된다. 특히 7175S-T74는 전응력범위에 걸쳐 가장 낮은 균열진전 속도를 나타냈으며, 상한계응력확대계수범위(Δk_{crit})는 평면변형 파괴인성(K_{IC}) 값인 $38.1 \text{ Mpa}\sqrt{m}$ 와 비슷한 값을 보여주고 있다. 또한 7075합금은 T73처리에 의해 피로수명이 다소 증가되는 경향을 보이는데 이것은 과시효 처리에 의해 unshearable η - MgZn_2 의 석출이 증가하여 슬립밴드에서 흔히 관찰되는 균열발생 장소를 감소시키기 때문이다[16].

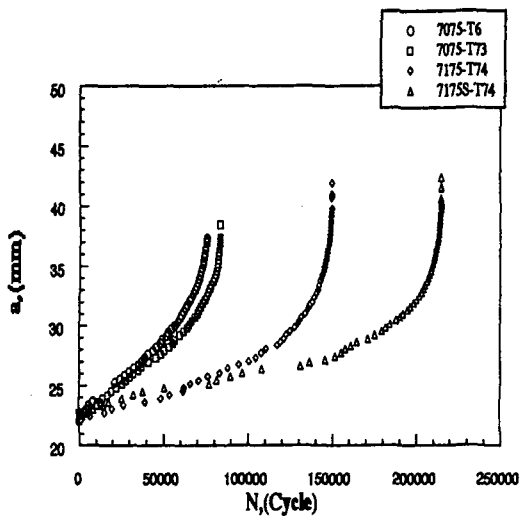


Fig. 6. Fatigue crack length verse applied cycles at L direction of 7000 Aluminum alloy forgings.

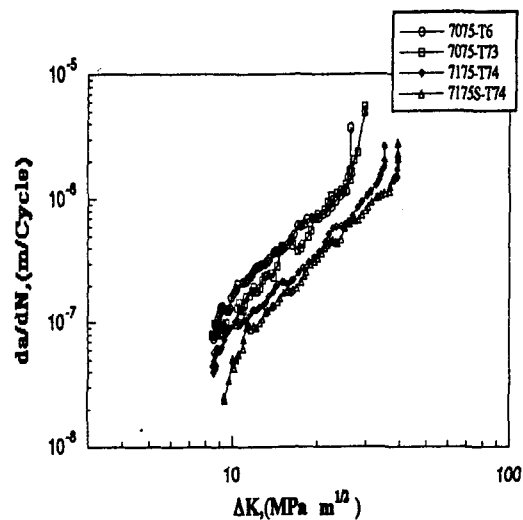


Fig. 7. da/dN- ΔK curves at L direction of 7000 Aluminum alloy forgings.

Fig. 8은 7075-T73 단조재의 피로파면 사진과 2차상 입자들을 SEM/EDS로 정성분석한 결과이다. 사진에서 볼수있듯이 피로균열이 진전하다가 2차상입자들을 만나게 되면 반복하중에 의해 이들 입자들이 파괴의 기점이 될뿐아니라 균열진전이 가속화됨을 facet한 파괴양상으로부터 알 수 있다. 이들 피로파면에서 관찰되는 Fig. 8(a)의 화살표로 표시한 2차상입자를 분석한 결과 Al, Cu, Fe 등이 다량 검출되었으며, Fig. 8(b)의 부위는 Mg, Si 그리고 저용점원소인 Na 등의 피크가 나타났다. 종래 연구자들의 정량분석 결과에 의하면 7XXX계 합금에서 나타나는 2차상 입자들은 대부분 Al_7Cu_2Fe , Al_6Fe 및 Mg_2Si 등의 조성을 갖는다고 보고하고 있다[17]. 7XXX계 Al합금에서 Fe, Si와 같은 불순물들은 주로 용고과정에서 Al 또는 다른 합금원소들과 결합하여 조대한 2차상 입자들을 형성하게 되며, 이 입자들은 합금의 강도 저하 뿐만 아니라 파괴인성 및 피로특성에도 나쁜 영향을 미치게 된다는 사실을 확인할 수 있었다.

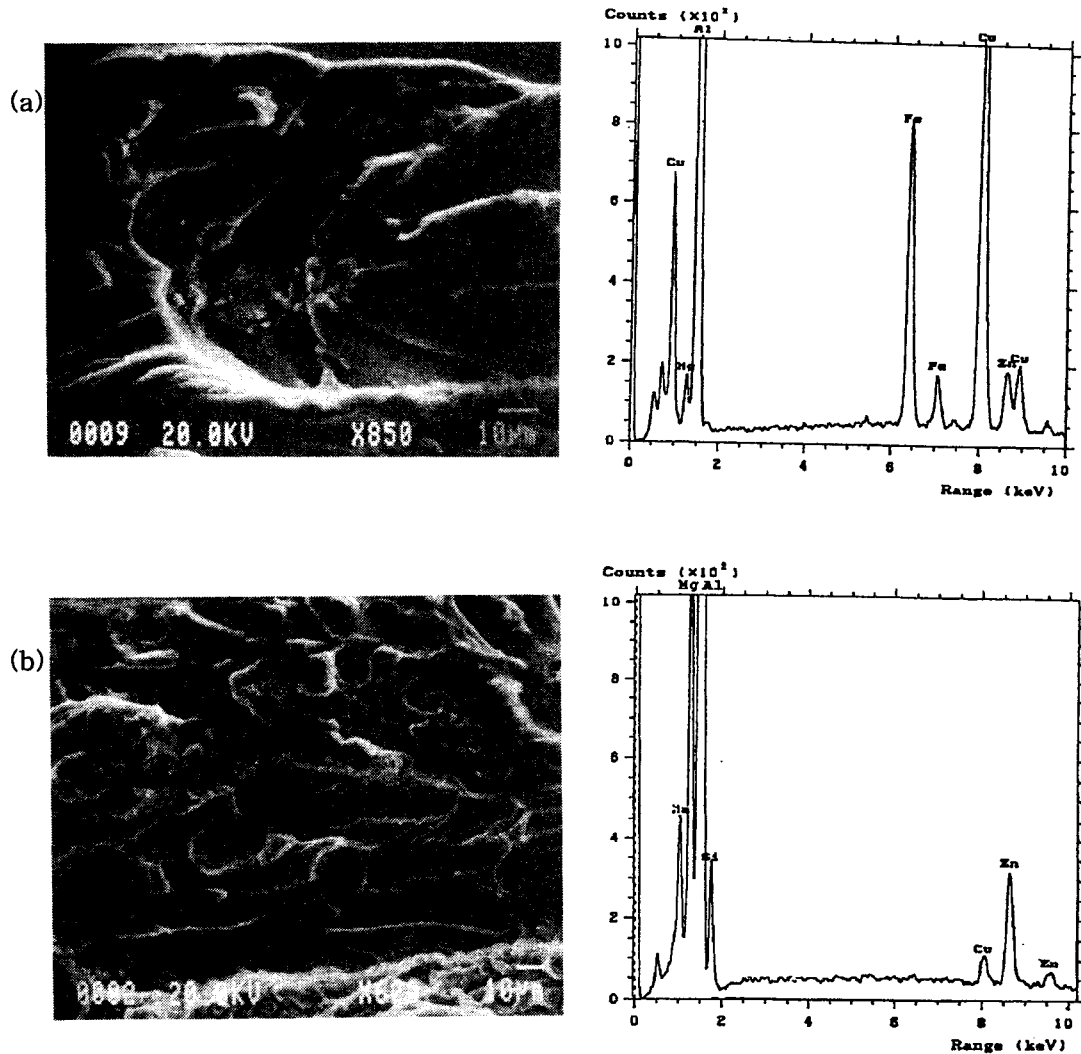


Fig. 8. SEM/EDS analysis and fractograph showing the second phase particles in fatigue surface of 7075 alloys.

4. 결론

특수공정을 적용한 7175S-T74와 일반공정을 적용한 7075-T6/T73, 7050-T74 및 7175-T74 합금의 기계적 성질을 비교 평가하기 위하여 인장시험, 평면변형 파괴인성 (K_{IC}) 시험 및 피로시험을 실시하므로서 합금의 순도와 제조공정 인자가 고강도 알루미늄 합금의 재질 특성에 미치는 영향을 정량적으로 평가한 결과, 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 7075-T6/T73, 7050-T74 단조재는 수 μm ~수십 μm 크기의 조대한 2차상 입자들이 주로 입계 또는 interdendrite site에 존재하며 그 양도 상당히 많지만, 7175-T74 및 7175S-T74 단조재는 합금의 순도 개선과 특수공정의 적용효과에 의하여 2차상 입자의 양과 크기도 상당히 감소하였다.
- 2) 7175S-T74 단조재의 파괴인성 값은 7075-T6/T73, 7050-T74 및 7175-T74에 비하여 모든 방향에서 현저히 증가하였으며, 특히 TL 방향의 파괴인성 값은 $38.1 \text{ Mpa}\sqrt{\text{m}}$ 로 우수한 파괴인성을 나타냈다. 이것은 합금의 순도 개선과 아울러 특수공정의 적용이 파괴인성을 크게 향상시킨 것으로 판단된다.
- 3) 특수공정을 적용한 7175S-T74 단조재의 피로특성은 7075-T6/T73, 7175-T74 단조재에 비하여 우수한 피로특성을 나타냈다. 이것은 피로균열의 발생장소 및 균열전파가 용이한 2차상입자의 양과 크기 및 분포의 변화에 기인한다.
- 4) 7175S-T74 단조재는 7075-T73, 7175-T74에 비하여 강도, 파괴인성 그리고 피로특성이 우수한 강도-파괴인성 -피로특성 조합을 나타냈다.

참고문헌

1. Ono, Y. "Liquid fuel rocket". Tokushu-kou. vol. 36 (1987), No. 1 pp. 66-70
2. Spiedel, Maukus. O. ; Metall. Trans., vol. 6A (1975), pp. 631-651
3. Oonisi, T. ; Japan Institute of Light Metals, 1983, pp. 69-80
4. Bryant, A. J. ; J. Inst. Met. vol. 94 (1966), pp. 94-99
5. Hall. H. A. ; J. Inst. Met. vol. 6A (1975), No. 4, pp. 631-651
6. U. S. Patent 3198676 (1965)
7. M. V. Hyatt et al : Metal progress, vol. 9 (1977), No. 3, pp. 56
8. P. W. Kroger : U.S. Patent 3, 791, 876
9. Johnson, H. H. : Materials Research and Standards, (1965), pp. 442-445
10. Schwalbe, K. H and Dieter Hellman : "Electrical Potential Method to Crack Length Measurements Using Johnson's Formula", ASTM Tech., (1981) pp. 218-220
11. J. D. Embury and R. B. Nicholson : Acta. Met., vol. 13 (1965), pp. 40
12. K. Higashi, Y. Hirai and T. Ohnishi : Light Metals, vol.. 35(1985), pp. 520
13. K. Higashi, Y. Hirai and T. Ohnishi : Light Metals, vol.. 35(1985), pp. 353
14. T. H. Sanders and JR. J. T. Staley : Fatigue and Microstructure" ASM, (1979) pp. 467
15. D. Sigler, M. C. Montpetit and W. L. Haworth : Met. Trans., vol. 14A, (1983), pp. 931

16. G. Lutjering and A. Gysler : Aluminum Transformation Technology and Applications", ASM, 1980, pp. 171
17. L. F. Mondolfo : Aluminum alloys, structure and properties, pp. 842, Butterworths, Boston (1976)